

Научная статья  
УДК 539.231, 539.261  
DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17407>

## ФОРМИРОВАНИЕ РАЗБАВЛЕННЫХ НИТРИДНЫХ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ ПО ТИПУ ЯДРО-ОБОЛОЧКА НА КРЕМНИИ

А. К. Кавеев<sup>1,2</sup> , В. В. Федоров<sup>2,3</sup>, Д. В. Минив<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия;

<sup>2</sup> Академический университет им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия;

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,

Санкт-Петербург, Россия

 [kaveev@mail.ioffe.ru](mailto:kaveev@mail.ioffe.ru)

**Аннотация.** Впервые синтезированы эпитаксиальные массивы нитевидных нанокристаллов (ННК)  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  на Si (111) по типу ядро-оболочка. Продемонстрирован рост ННК с кристаллической структурой типа вюрцита по самоиндуцированному механизму с использованием молекулярно-лучевой эпитаксии с плазменной активацией азота. Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновского дифракционного анализа обнаружено уменьшение объема кристаллической решетки вюрцита при повышении содержания азота.

**Ключевые слова:**  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ , нитевидный нанокристалл, рентгеновский дифракционный анализ, самоиндуцированный механизм роста

**Для цитирования:** Кавеев А. К., Федоров В. В., Минив Д. В. Формирование разбавленных нитридных нитевидных нанокристаллов  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  по типу ядро-оболочка на кремнии // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. Т. 17. № 4. С. 88–97. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17407>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Original article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17407>

## FORMATION OF DILUTED NITRIDE $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ CORE-SHELL NANOWIRES ON SILICON

A. K. Kaveev<sup>1,2</sup> , V. V. Fedorov<sup>2,3</sup>, D. V. Miniv<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Institute of RAS, St. Petersburg, Russia;

<sup>2</sup> Alferov University of RAS, St. Petersburg, Russia;

<sup>3</sup> Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

 [kaveev@mail.ioffe.ru](mailto:kaveev@mail.ioffe.ru)

**Abstract.** Epitaxial arrays of the  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  core-shell nanowires have been synthesized on Si (111) for the first time. The growth of the nanowires with a wurtzite-type crystal structure was demonstrated by a self-induced mechanism using the molecular beam epitaxy with plasma-assisted nitrogen activation. Using the transmission electron microscopy and X-ray diffraction analysis, a volume decrease in the wurtzite crystal unit cell with increasing nitrogen content was revealed.

**Keywords:**  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ , nanowire, X-ray diffraction analysis, self-induced growth mechanism

**For citation:** Kaveev A. K., Fedorov V. V., Miniv D. V., Formation of diluted nitride  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  core-shell nanowires on silicon, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 17 (4) (2024) 88–97. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17407>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

## Введение

Узкозонные полупроводниковые нитевидные нанокристаллы (ННК) на основе  $\text{InAs}$  представляют собой перспективный материал для широкого применения в области инфракрасной оптоэлектроники и фотоники, для создания фотодетекторов и светодиодов [1, 2]. Существенная величина геометрического вклада поверхности по отношению к объему ННК приводит к релаксации упругих напряжений, вызванных несоответствием параметров решетки, что позволяет формировать аксиальные и радиальные гетероструктуры на основе ННК полупроводниковых материалов с существенным решеточным несогласованием [3]. Этот факт также позволяет осуществлять рост ННК на решеточно-рассогласованной подложке кремния [4] и обеспечивать эпитаксиальную стабилизацию метастабильных структурных фаз [5].

По сравнению с планарными аналогами, инфракрасные (ИК) детекторы на основе ННК  $\text{InAs}$  имеют спектральную чувствительность, смещенную в сторону более высоких энергий, что ограничивает их применимость [6]. Это смещение объясняется метастабильной кристаллической структурой типа вюрцита в самоиндуцированных ННК  $\text{InAs}$ . Эта структурная фаза имеет большую ширину запрещенной зоны (477 мэВ), по сравнению со структурой цинковой обманки (415 мэВ), стабильной в объемных кристаллах  $\text{InAs}$  [7]. Увеличение спектральной чувствительности в длинноволновой области (5,7 мкм при температуре 5 К) было достигнуто для фотодетекторов на основе ННК  $\text{InAsSb}$  [8]. Однако внедрение тяжелых атомов  $\text{Sb}$  в решетку  $\text{InAs}$  требует существенного снижения температуры роста и может привести к формированию резонансных каналов Оже-рекомбинации из-за увеличения спин-орбитального расщепления в валентной зоне [9].

Альтернативой для расширения диапазона фотоотклика фотодетекторов на основе ННК  $\text{InAs}$  является переход к разбавленным нитридным твердым растворам  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  [10]. Из работы [11] известно, что добавление азота в планарные слои  $\text{InAs}$  позволяет рассчитывать на уменьшение ширины запрещенной зоны  $E_g$  примерно на 80 мэВ/% (в зависимости от процентного содержания азота). Однако стабилизация твердого раствора  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  затруднена из-за фазовой сегрегации и конкуренции при внедрении атомов  $\text{V}$  группы [12]. Эпитаксиальная стабилизация  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  продемонстрирована на планарных гетероструктурах.

Разбавленные нитридные материалы, такие как  $\text{GaAsN}$ ,  $\text{GaPN}$ ,  $\text{GaAsPN}$  и  $\text{InGaNaNs}$ , можно стабилизировать в форме ННК с помощью механизмов самокаталитического роста или роста пар-жидкость-кристалл с помощью золота в качестве катализатора с использованием плазменно-ассистированной молекулярно-лучевой эпитаксии (ПА-МЛЭ) [13]. Но несмотря на то, что полученные с помощью  $\text{Au}$ -катализатора ННК  $\text{InAs}$  имеют высокое кристаллическое качество вюрцитной фазы, самоиндуцированное образование ННК является предпочтительным, так как инородные атомы золота могут внедряться в растущий материал и действовать как центры безызлучательной рекомбинации, ограничивая тем самым производительность устройств [14].

Цель данного исследования – выяснить возможность формирования гетероструктуры ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  по типу ядро-оболочка в радиальной геометрии.

## Методика эксперимента

Выращивание ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  осуществлялось методом плазменно-ассистированной молекулярно-лучевой эпитаксии (ПА-МЛЭ), с использованием системы Veeco GEN III. Система была оборудована эффузионной ячейкой индия и кречерным источником мышьяка. Активация потока азота производилась с помощью источника индуктивно-связанной плазмы Riber VRF-N 600 RF. Источник азота работал при расходе

газа  $0,9 \text{ см}^3/\text{мин}$  и высокочастотной мощности  $350 \text{ Вт}$ . Контроль зарождения и мониторинг роста ННК проводился *in situ* с использованием метода дифракции быстрых электронов на отражение.

В качестве подложек для выращивания использовались трехдюймовые кремниевые пластины с высоким удельным сопротивлением (более  $1000 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ). Перед выращиванием ННК подложки кремния были очищены с использованием модифицированной процедуры травления Шираки с последующим формированием тонкого (около  $1 \text{ нм}$ ) поверхностного слоя оксида кремния путем влажного химического окисления в кипящем аммиачно-перекисном растворе (соотношение компонентов  $\text{NH}_4\text{OH} : \text{H}_2\text{O}_2 : \text{H}_2\text{O}$  составляло  $1 : 1 : 3$ ) [15].

С целью облегчения зародышеобразования ННК, подложки кремния подвергались термическому отжигу в условиях сверхвысокого вакуума в течение  $30 \text{ мин}$  при температуре  $780 \text{ }^\circ\text{C}$ ; это приводило к образованию точечных дефектов в слое поверхностного оксида кремния, которые выступали в роли центров зарождения ННК на открытой поверхности кремния малой площади. При таких условиях нивелировался фактор рассогласования по постоянным решетки соединений  $\text{As}_3\text{V}_5$  и кремния [16, 17].

Отношение потоков мышьяка и индия определяли путем измерения эквивалентного давления пучка  $\text{As}_4/\text{In}$ , для этого использовался ионизационный датчик Баярда – Альперта. Давление потока поддерживалось на уровне  $8 \cdot 10^{-8} \text{ Торр}$ , что соответствует скорости роста планарного слоя  $150 \text{ нм/ч}$ . Стабильный самоиндуцированный рост ННК InAs был достигнут при соотношении потоков  $\text{As}_4/\text{In}$ , равном  $90$ , и температуре подложки  $460 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Морфология синтезированных массивов ННК изучалась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью системы Zeiss SUPRA 25. Исследование кристаллической структуры и однородности ННК проводилось методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Структурные исследования также проводились методом рентгеновского дифракционного анализа (РДА) на монокристалльном четырехкружном дифрактометре Bruker Каппа Apex II, оснащенный микрофокусным источником рентгеновского излучения Incoatec I $\mu$ S 1.0  $\text{CuK}_\alpha$  ( $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ ).

В итоге кристаллическая структура ННК была охарактеризована путем анализа трехмерной сборки карты обратного пространства, полученной с помощью РДА. Сборка выполнялась путем измерения последовательности  $\omega$ -сканов (в диапазоне  $\pm 5^\circ$ ) с азимутальным угловым шагом  $0,1^\circ$  в области брэгговских рефлексов, соответствующих вюрцитной фазе арсенида индия. Карты в окрестности асимметричных брэгговских рефлексов были получены в некомпланарной геометрии. Были проанализированы двумерные сечения полученных сканов, соответствующие зонам Лауэ  $\langle \bar{1}1\bar{2}0 \rangle$  и  $\langle 1\bar{1}00 \rangle$  нулевого порядка для структуры вюрцита для ННК InAs. Кристаллографические данные об этой структуре были взяты из работы [18].

Результаты измерений РДА позволили выявить эпитаксиальные соотношения выращенных массивов ННК: направление роста ННК  $[0001]$  ориентировано вдоль направления  $[111] \text{ Si}$ , в то время как в плоскости подложки направление  $[\bar{1}1\bar{2}0]$  решетки вюрцита InAs ориентировано вдоль  $[1\bar{1}0]$  решетки Si.

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

Формирование ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  происходило путем роста гетероструктуры ННК по типу ядро-оболочка: т. е. оболочка  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  выращивалась на затравочном ННК (ядре) InAs при пониженной температуре роста  $\sim 400 \text{ }^\circ\text{C}$ . Продолжительность роста оболочки  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  была равна времени роста ядра InAs. Также для сравнения исследовался эталонный образец, состоящий только из ННК InAs.

На рис. 1 приведены результаты измерений методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Анализ морфологии ННК InAs и  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  показал, что при низкотемпературном росте оболочки ННК ( $400 \text{ }^\circ\text{C}$ ) скорость аксиального роста понижалась, а скорость радиального роста значительно возрастала. Снижение температуры роста приводит к уменьшению длины свободного пробега адатомов, а также к повышению эффективности их внедрения, что приводит к снижению потока атомов, достигающих верхней грани ННК. В результате рост происходит более равномерно как в аксиальном, так и в радиальном направлениях.

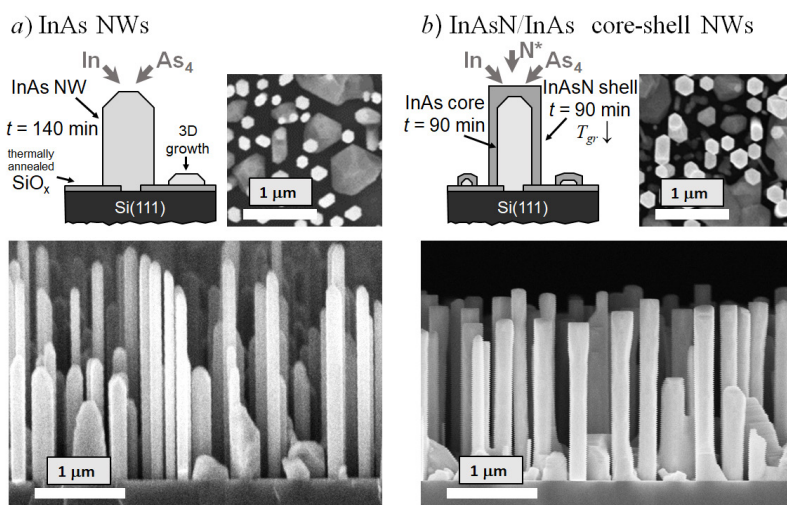


Рис. 1. СЭМ-изображения образцов ННК (NWs) в профильной (нижний ряд) и горизонтальной (верхний ряд) проекциях, соответственно: *a* – InAs, *b* – ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ .

На верхних вставках: технологические схемы выращивания ННК;

$\text{N}^*$  – активная форма азота, вырабатываемая источником ВЧ-плазмы;  $T_{gr\downarrow}$  – понижение температуры роста оболочки до  $400^\circ\text{C}$

Сравнение морфологии ННК InAs и  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  также позволяет оценить среднюю толщину оболочки  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ , равную 28 нм. ННК InAs имеют конический верх, тогда как большинство гетероструктур ННК ядро-оболочка имеют плоскую верхнюю грань. Средняя высота и диаметр ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  составляли  $2,3 \pm 0,3$  мкм и  $175 \pm 35$  нм соответственно, а для ННК InAs –  $1,9 \pm 0,4$  мкм и  $120 \pm 40$  нм. Подход к росту ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  с формированием гетероструктур по типу ядро-оболочка позволяет синтезировать ННК относительно большой высоты. На СЭМ-изображениях (см. рис. 1, вид сверху) видно, что рост ННК сопровождается формированием нежелательных паразитных трехмерных островков. Этот рост происходит как при выращивании ННК InAs, так и при выращивании ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$ . Однако скорость зарождения этих островков различна.

Установлено, что присутствие потока активного азота стимулирует зародышеобразование непосредственно на поверхностном оксидном слое кремния. Этот эффект можно объяснить увеличением вероятности зарождения  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  в присутствии активной формы азота [19]. Концентрация азота оценивалась методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС). Приблизительное содержание азота составляло 0,5 ат. %.

Как сообщалось в работе [20], самоиндуцированные ННК InAs обладают высокой плотностью дефектов упаковки вдоль направления роста (0001). Исследование отдельных ННК с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения показало, что включение потока азота не оказывает существенного влияния на плотность или тип наблюдаемых дефектов.

На рис. 2, *a* представлено типичное ПЭМ-изображение микроструктуры оболочки  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ . На рис. 2, *b* показано

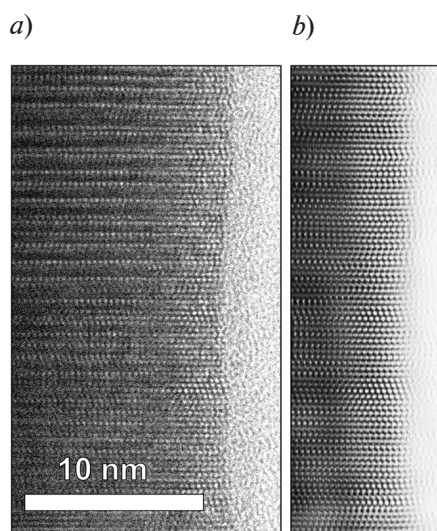


Рис. 2. ПЭМ-изображения оболочки ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ : *a* – типичное, наблюдаемое в направлении  $\langle 1\bar{1}20 \rangle$ ; *b* – фрагмент изображения на рис. 2, *a* в аналогичном масштабе, с использованием быстрой фильтрации Фурье



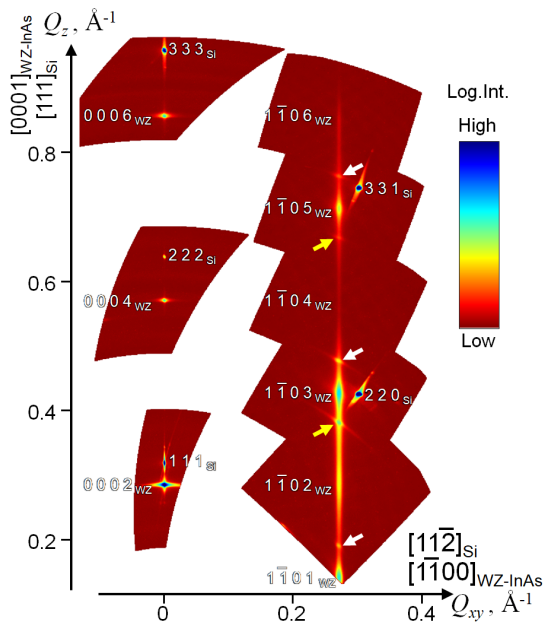


Рис. 3. 2D-сечение трехмерной сборки обратного пространства, показывающее фрагмент зоны Лауэ  $\langle 1\bar{1}20 \rangle$  нулевого порядка для НК InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> (сборка получена методом РДА). Стрелками указаны брэгговские рефлексы (БР), соответствующие сфалеритовой фазе InAs и ее двойнику. Модельные позиции БР отмечены кружками

в отличие от эпитаксиально-ориентированной вюрцитовой фазы. Следует отметить, что при темнопольных измерениях ПЭМ и измерениях ПЭМ с высоким разрешением, областей со сфалеритовой структурой в НК не наблюдалось. Следовательно, наблюдаемые рефлексы от сфалеритовой фазы можно отнести к трехмерным паразитным островкам на поверхности оксида кремния.

Для сравнения были проведены измерения островкового слоя, не содержащего НК и выращенного на поверхности бездефектного оксида кремния. В данном слое при РДА-измерениях не было выявлено вюрцитовой фазы. Сравнение профилей интенсивности рентгеновского излучения в рефлексах типа  $\{1\bar{1}01\}$  для образцов НК InAs и InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub>/InAs показало, что добавление потока активного азота не приводит к

контрастное изображение (путем быстрой фильтрации Фурье) в увеличенном масштабе, демонстрирующее наличие собственных дефектов, которые проявляются в виде включений бислоев вюрцитовой укладки [21, 22].

Для получения комплексной информации о кристаллической структуре исследованных НК были проведены измерения методом РДА.

На рис. 3 показан фрагмент карты обратного пространства для зоны Лауэ нулевого порядка по направлению  $\langle 1\bar{1}20 \rangle$ , полученный для НК InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub>. Малый объем областей когерентного рассеяния приводит к превращению брэгговских рефлексов, связанных с кристаллографическими плоскостями  $\{1\bar{1}01\}$  и  $\{2\bar{2}01\}$ , в размытые тяжи в направлении, перпендикулярном плоскости дефекта упаковки [23]. Дифракционные рефлексы, относящиеся к двойникам сфалеритовой фазы (см. рис. 3), отмечены желтыми и серыми стрелками. По сравнению с диффузным рассеянием от дефектов упаковки вюрцитовой фазы, дифракция, связанная со сфалеритовой фазой, имеет вид кольца. Эти наблюдения позволяют предположить, что материал, находящийся в сфалеритовой фазе, хуже ориентирован

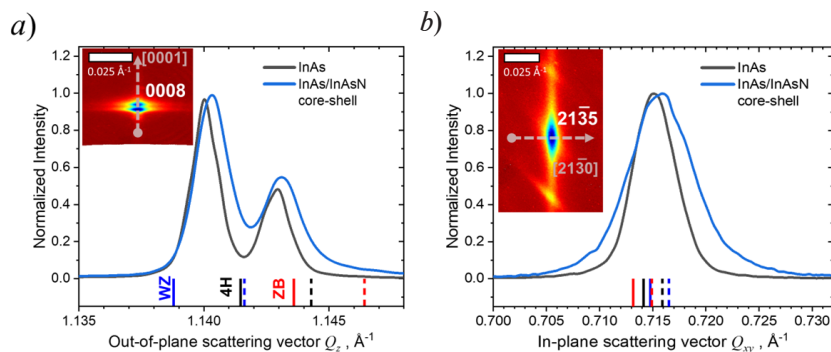


Рис. 4. Нормализованные профили интенсивности рентгеновского излучения в направлениях плоскости роста НК (a) и вне этой плоскости (b) для брэгговских рефлексов (0008) и (2135) InAs и InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub>/InAs/ядро-оболочка.

На вставках: соответствующие двумерные сечения сборки обратного пространства



изменениям относительной ширины брэгговских рефлексов для вюрцитовой фазы InAs. Также установлено наличие в ННК по типу ядро-оболочка лишь одного набора брэгговских рефлексов, специфических для вюрцита. Этот экспериментальный факт указывает на рост псевдоморфной оболочки в изучаемом объекте.

Чтобы проанализировать влияние потока активного азота на межплоскостные расстояния в выращенных массивах ННК, были измерены профили интенсивности рефлексов вдоль направлений  $[0001]$  и  $[21\bar{3}0]$ , проходящих через высокоиндексные рефлексы  $(0008)$  и  $(21\bar{3}5)$ . На рис. 4 показаны полученные профили для массивов ННК InAs и  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$ . Вертикальные метки соответствуют ожидаемому положению максимумов интенсивности для структуры InAs типа вюрцита, политипа 4Н и структуры типа сфалерита. Переход между фазами от вюрцита к сфалериту сопровождается одновременным уменьшением межатомных расстояний в плоскости роста и увеличением межатомных расстояний вне плоскости [16]. Однако в нашем случае массивы ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  по типу ядро-оболочка демонстрируют одновременное уменьшение этих расстояний, что говорит об уменьшении объема элементарной ячейки. Скорее всего, это связано с внедрением азота в выращенные ННК. Постоянные решетки ННК InAs и  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  оценивались путем аппроксимации положения серии рентгеновских брэгговских рефлексов для двух взаимно ортогональных зон Лауэ нулевого порядка.

Полученные значения параметров решетки для ННК чистого InAs составили

$$a = b = 4,277 \pm 0,002 \text{ \AA}, c = 7,017 \pm 0,002 \text{ \AA},$$

в то время как значения этих параметров для ННК ядро-оболочка  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$  составили

$$a = b = 4,274 \pm 0,002 \text{ \AA}, c = 7,015 \pm 0,002 \text{ \AA}.$$

Таким образом, изменение параметров решетки составило  $\Delta a/a \approx -0,07\%$  и  $\Delta c/c \approx -0,03\%$ . Следует отметить, что при низкой концентрации азота в твердых растворах  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  значение параметра решетки может отклоняться от определенного по закону Вегарда [24]. Кроме того, азот может внедряться в решетку либо в виде атома замещения, либо образовывать межузельный дефект [25]. Таким образом, данные РДА подтверждают включение азота в решетку ННК, однако они не дают представления о точной концентрации азота и характере его включения.

### Заключение

В работе установлена возможность эпитаксиальной стабилизации вюрцитовой фазы разбавленного нитрида ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ , выращенных по самоиндуцированному механизму на кремниевых подложках  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111), с использованием технологии ПА-МЛЭ. Включение азота подтверждено измерениями методом РДА, показывающими сохранение кристаллической фазы вюрцита в оболочке ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ . Добавка азота в ННК InAs позволила снизить ширину запрещенной зоны  $E_g$ , начиная от значения 477 мэВ, в меньшую сторону, обеспечивая таким образом сдвиг длинноволновой границы чувствительности фотодетектора на основе ННК. Геометрия ядро-оболочка позволяет регулировать размеры ННК  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x/\text{InAs}$ , что важно для приложений ИК-фотодетектирования. Полученные массивы ННК предлагаются в качестве перспективной материальной платформы для создания фотоприемников и светоизлучающих устройств, работающих в ближнем и среднем ИК-диапазонах. Монолитная интеграция наногетероструктур  $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$  с кремнием — одним из наиболее распространенных материалов ИК-фотоники и электроники — способна значительно улучшить функциональность современных оптоэлектронных устройств.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность коллегам из лаборатории возобновляемых источников энергии Санкт-Петербургского академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН за помощь в проведении экспериментов. Также авторы благодарны С. М. Сутуруину (ФТИ им. А. Ф. Иоффе) за предоставление программного обеспечения RecSpaceQT для анализа данных РДА. Авторы благодарны Б. Я. Беру (ФТИ им. А. Ф. Иоффе) за проведение измерений ВИМС, а также Д. А. Кириленко (ФТИ им. А. Ф. Иоффе) за проведение

измерений методом ПЭМ, которые выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях».

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sumikura H., Zhang G., Takiguchi M., Takemura N., Shinya A., Gotoh H., Notomi M. Mid-infrared lasing of single wurtzite InAs nanowire // *Nano Letters*. 2019. Vol. 19. No. 11. Pp. 8059–8065.
2. Zhang X., Huang H., Yao X. Ultrasensitive mid-wavelength infrared photodetection based on a single InAs nanowire // *ACS Nano*. 2019. Vol. 13. No. 3. Pp. 3492–3499.
3. Agarwal R. Heterointerfaces in semiconductor nanowires // *Small*. 2008. Vol. 4. No. 11. Pp. 1872–1893.
4. Schmidt W. G. III–V compound semiconductor (001) surfaces // *Applied Physics A*. 2002. Vol. 75. No. 1. Pp. 89–99.
5. Panse C., Kriegner D., Bechstedt F. Polytypism of GaAs, InP, InAs, and InSb: An *ab initio* study // *Physical Review B*. 2011. Vol. 84. No. 7. P. 075217.
6. Li Z., Allen J., Allen M., Tan H. H., Jagadish C., Fu L. Review on III-V semiconductor single nanowire-based room temperature infrared photodetectors // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 6. P. 1400.
7. Pournia S., Linser S., Jnawali G., et al. Exploring the band structure of wurtzite InAs nanowires using photocurrent spectroscopy // *Nano Research*. 2020. Vol. 13. No. 6. Pp. 1586–1591.
8. Xu T., Wang H., Chen X., Luo M., Zhang L., Wang Y., Chen F., Shan C., Yu C. Recent progress on infrared photodetectors based on InAs and InAsSb nanowires // *Nanotechnology*. 2020. Vol. 31. No. 29. P. 294004.
9. Marcadet X., Rakovska A., Prevot I., Glastre G., Vinter B., Berger V. J. MBE growth of room-temperature InAsSb mid-infrared detectors // *Journal of Crystal Growth*. 2001. Vol. 227–228. July. Pp. 609–613.
10. Krier A., de la Mare M., Carrington P. J., Thompson M., Zhuang Q., Patane A., Kudrawiec R. Development of dilute nitride materials for mid-infrared diode lasers // *Semiconductor Science and Technology*. 2012. Vol. 27. No. 9. P. 094009.
11. De la Mare M., Zhuang Q., Krier A., Patanè A., Dhar S. Growth and characterization of InAsN/GaAs dilute nitride semiconductor alloys for the midinfrared spectral range // *Applied Physics Letters*. 2009. Vol. 95. No. 3. P. 031110.
12. Walukiewicz W., Zide J. M. O. Highly mismatched semiconductor alloys: From atoms to devices // *Journal of Applied Physics*. 2020. Vol. 127. No. 1. P. 010401.
13. Prete P., Lovergine N. Dilute nitride III–V nanowires for high efficiency intermediate-band photovoltaic cells: Material requirements, self-assembly methods and properties // *Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials*. 2020. Vol. 66. No. 4. P. 100510.
14. Tambe M. J., Ren S., Gradecak S. Effects of gold diffusion on n-type doping of GaAs nanowires // *Nano Letters*. 2010. Vol. 10. No. 11. Pp. 4584–4589.
15. Ishizaka A., Shiraki Y. Low temperature surface cleaning of silicon and its application to silicon MBE // *Journal of The Electrochemical Society*. 1986. Vol. 133. No. 4. P. 666.
16. Koblmüller G., Hertenberger S., Vizbaras K., Bichler M., Bao F., Zhang J.-P., Abstreiter G. Self-induced growth of vertical free-standing InAs nanowires on Si(111) by molecular beam epitaxy // *Nanotechnology*. 2010. Vol. 21. No. 36. P. 365602.
17. Matteini F., Tütüncüoğlu G., Potts H., Jabeen F., Fontcuberta-Morrall A. Wetting of Ga on SiO<sub>x</sub> and its impact on GaAs nanowire growth // *Crystal Growth & Design*. 2015. Vol. 15. No. 7. Pp. 3105–3109.
18. Kriegner D., Panse C., Mandl B., et al. Unit cell structure of crystal polytypes in InAs and InSb nanowires // *Nano Letters*. 2011. Vol. 11. No. 4. Pp. 1483–1489.
19. Gruart M., Jacopin G., Daudin B. Role of Ga surface diffusion in the elongation mechanism and optical properties of catalyst-free GaN nanowires grown by molecular beam epitaxy // *Nano Letters*. 2019. Vol. 19. No. 7. Pp. 4250–4256.
20. Fedorov V., Vinnichenko M., Ustimenko R., et al. Non-uniformly strained core–shell InAs/InP nanowires for midinfrared photonic applications // *ACS Applied Nano Materials*. 2023. Vol. 6. No. 7. Pp. 5460–5468.

21. **Marion J. L., Sourribes M., Isakov I., Panfilova M., Liu H., Warburton P.** Mobility enhancement by Sb-mediated minimization of stacking fault density in InAs nanowires grown on silicon // *Nano Letters*. 2014. Vol. 14. No. 3. Pp. 1643–1650.
22. **Wright A. F.** Basal-plane stacking faults and polymorphism in AlN, GaN, and InN // *Journal of Applied Physics*. 1997. Vol. 82. No. 10. Pp. 5259–5261.
23. **Cayron C.** Diffraction artefacts from twins and stacking faults, and the mirage of hexagonal, polytypes or other superstructures // *Scripta Materialia*. 2021. Vol. 194. 15 March. Pp. 113629–113632.
24. **Benaissa H., Zaoui A., Ferhat M.** First principles calculations for dilute InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> alloys // *Journal of Applied Physics*. 2007. Vol. 102. No. 11. P. 113712.
25. **Zhuang Q. D., Krier A., Stanley C. R.** Strain enhancement during annealing of GaAsN alloys // *Journal of Applied Physics*. 2007. Vol. 101. No. 10. P. 103536.

## REFERENCES

1. **Sumikura H., Zhang G., Takiguchi M., et al.**, Mid-infrared lasing of single wurtzite InAs nanowire, *Nano Lett.* 19 (11) (2019) 8059–8065.
2. **Zhang X., Huang H., Yao X.**, Ultrasensitive mid-wavelength infrared photodetection based on a single InAs nanowire, *ACS Nano*. 13 (3) (2019) 3492–3499.
3. **Agarwal R.**, Heterointerfaces in semiconductor nanowires, *Small*. 4 (11) (2008) 1872–1893.
4. **Schmidt W. G.**, III–V compound semiconductor (001) surfaces, *Appl. Phys. A*. 75 (1) (2002) 89–99.
5. **Panse C., Kriegner D., Bechstedt F.**, Polytypism of GaAs, InP, InAs, and InSb: An *ab initio* study, *Phys. Rev. B*. 84 (7) (2011) 075217.
6. **Li Z., Allen J., Allen M., et al.**, Review on III-V semiconductor single nanowire-based room temperature infrared photodetectors, *Materials*. 13(6) (2020) 1400.
7. **Pournia S., Linser S., Jnawali G., et al.**, Exploring the band structure of wurtzite InAs nanowires using photocurrent spectroscopy, *Nano Res.* 13 (6) (2020) 1586–1591.
8. **Xu T., Wang H., Chen X., et al.**, Recent progress on infrared photodetectors based on InAs and InAsSb nanowires, *Nanotechnol.* 31 (29) (2020) 294004.
9. **Marcadet X., Rakovska A., Prevot I., et al.**, MBE growth of room-temperature InAsSb mid-infrared detectors, *J. Cryst. Growth*. 227–228 (July) (2001) 609–613.
10. **Krier A., de la Mare M., Carrington P. J., et al.**, Development of dilute nitride materials for mid-infrared diode lasers, *Semicond. Sci. Technol.* 27(9) (2012) 094009.
11. **De la Mare M., Zhuang Q., Krier A., et al.**, Growth and characterization of InAsN/GaAs dilute nitride semiconductor alloys for the midinfrared spectral range, *Appl. Phys. Lett.* 95 (3) (2009) 031110.
12. **Walukiewicz W., Zide J. M. O.**, Highly mismatched semiconductor alloys: From atoms to devices, *J. Appl. Phys.* 127 (1) (2020) 010401.
13. **Prete P., Lovergine N.**, Dilute nitride III–V nanowires for high efficiency intermediate-band photovoltaic cells: Material requirements, self-assembly methods and properties, *Progr. Cryst. Gr. Char. Mater.* 66 (4) (2020) 100510.
14. **Tambe M. J., Ren S., Gradecak S.**, Effects of gold diffusion on n-type doping of GaAs nanowires, *Nano Lett.* 10 (11) (2010) 4584–4589.
15. **Ishizaka A., Shiraki Y.**, Low temperature surface cleaning of silicon and its application to silicon MBE, *J. Electrochem. Soc.* 133 (4) (1986) 666.
16. **Koblmüller G., Hertenberger S., Vizbaras K., et al.**, Self-induced growth of vertical free-standing InAs nanowires on Si(111) by molecular beam epitaxy, *Nanotechnol.* 21 (36) (2010) 365602.
17. **Matteini F., Tütüncüoğlu G., Potts H., et al.**, Wetting of Ga on SiO<sub>x</sub> and its impact on GaAs nanowire growth, *Cryst. Growth Des.* 15(7) (2015) 3105–3109.
18. **Kriegner D., Panse C., Mandl B., et al.**, Unit cell structure of crystal polytypes in InAs and InSb nanowires, *Nano Lett.* 11(4) (2011) 1483–1489.
19. **Gruart M., Jacopin G., Daudin B.**, Role of Ga surface diffusion in the elongation mechanism and optical properties of catalyst-free GaN nanowires grown by molecular beam epitaxy, *Nano Lett.* 19 (7) (2019) 4250–4256.



20. **Fedorov V., Vinnichenko M., Ustimenko R., et al.**, Non-uniformly strained core–shell InAs/InP nanowires for midinfrared photonic applications, *ACS Appl. Nano Mater.* 6 (7) (2023) 5460–5468.
21. **Marion J. L., Sourribes M., Isakov I., et al.**, Mobility enhancement by Sb-mediated minimization of stacking fault density in InAs nanowires grown on silicon, *Nano Lett.* 14 (3) (2014) 1643–1650.
22. **Wright A. F.**, Basal-plane stacking faults and polymorphism in AlN, GaN, and InN, *J. Appl. Phys.* 82 (10) (1997) 5259–5261.
23. **Cayron C.**, Diffraction artefacts from twins and stacking faults, and the mirage of hexagonal, polytypes or other superstructures, *Scr. Mater.* 194 (15 March) (2021) 113629–113632.
24. **Benaissa H., Zaoui A., Ferhat M.**, First principles calculations for dilute InAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> alloys, *J. Appl. Phys.* 102 (11) (2007) 113712.
25. **Zhuang Q. D., Krier A., Stanley C. R.**, Strain enhancement during annealing of GaAsN alloys, *J. Appl. Phys.* 101 (10) (2007) 103536.

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**КАВЕЕВ Андрей Камильевич** – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории мощных полупроводниковых приборов Физико-технического института им. А. Ф. Иоффе РАН, ведущий научный сотрудник лаборатории возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия.

194021, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
kaveev@mail.ioffe.ru  
ORCID: 0000-0002-3640-677X

**ФЕДОРОВ Владимир Викторович** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого; старший научный сотрудник лаборатории возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
fedorov\_vv@spbstu.ru  
ORCID: 0000-0001-5547-9387

**МИНИВ Дмитрий Владимирович** – аспирант научно-образовательного центра нанотехнологий Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия.

195220, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Хлопина, 8, к. 3  
dimin4698@gmail.com  
ORCID: 0009-0006-3064-4175

### THE AUTHORS

**KAVEEV Andrey K.**

*Ioffe Institute of RAS*  
*Alferov University of RAS*  
26, Polytekhnikeskaya St., St. Petersburg, 194021, Russia  
kaveev@mail.ioffe.ru  
ORCID: 0000-0002-3640-677X

**FEDOROV Vladimir V.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*  
*Alferov University of RAS*  
29 Politekhnikeskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia  
fedorov\_vv@spbstu.ru  
ORCID: 0000-0001-5547-9387

**MINIV Dmitriy V.**

*Alferov University of RAS*

8/3 Khlopina St., St. Petersburg, 195220, Russia

dimin4698@gmail.com

ORCID: 0009-0006-3064-4175

*Статья поступила в редакцию 21.05.2024. Одобрена после рецензирования 20.06.2024.  
Принята 10.07.2024.*

*Received 21.05.2024. Approved after reviewing 20.06.2024. Accepted 10.07.2024.*